

0- 798995

На правах рукописи

Знаб-

Победенная Зинаида Владимировна

**ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И
СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ПРИ $B2-L1_0$ – ТЕРМОУПРУГОМ МАРТЕНСИТНОМ
ПРЕВРАЩЕНИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Co-Ni-Ga**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Томск – 2012

Работа выполнена в Сибирском физико-техническом институте имени академика В.Д. Кузнецова Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет» и в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук
Киреева Ирина Васильевна

Научный консультант: доктор физико-математических наук, профессор
Чумляков Юрий Иванович

Официальные оппоненты:

Иванов Юрий Федорович, доктор физико-математических наук, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук», лаборатория плазменной эмиссионной электроники, ведущий научный сотрудник

Клопотов Анатолий Анатольевич, доктор физико-математических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Томский государственный архитектурно-строительный университет», заведующий кафедрой «Общее материаловедение и технология композиционных материалов»

Ведущая организация:

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук» (г. Томск)

Защита диссертации состоится «07» февраля 2013 г. в 16:30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.267.07, созданного на базе Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский государственный университет» по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36

С диссертацией можно ознакомиться в Научной библиотеке ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский государственный университет» по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина, 34а

Автореферат разослан «24» декабря 2012 г.

НАУЧНАЯ БИБЛИОТЕКА КФУ



0000809726

Ученый секретарь диссертационного совета
доктор физико-математических наук,

Ивонин Иван Варфоломеевич

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Разработка принципов создания новых высокопрочных сплавов B2-L1₀ – термоупругими мартенситными превращениями (МП), обычным и магнитным эффектом памяти формы (ЭПФ) и высокотемпературной сверхпластичностью (СЭ) представляет большой научный и практический интерес. Новые сплавы Co-Ni-Ga благодаря сочетанию высокой прочности и достаточной пластичности высокотемпературной фазы, развитию термоупругих МП могут найти практическое применение в современных технологиях авиакосмической, атомной и микро-системной техники. На поликристаллах сплава Co-Ni-Ga проведены исследования и установлены закономерности влияния химического состава на структуру и B2-L1₀ мартенситные переходы. Однако нет систематических данных по исследованию ЭПФ и СЭ в этих сплавах. Для использования всех потенциальных возможностей сплавов Co-Ni-Ga необходимы систематические исследования на монокристаллах этих сплавов общих закономерностей развития термоупругих МП при охлаждении/нагреве и под нагрузкой. Во-первых, эксперименты на монокристаллах позволяют проверить выводы кристаллографической теории МП о зависимости деформации решетки от ориентации кристаллов и способа деформации – растяжения/сжатия. Во-вторых, выбором ориентации кристалла и способа деформации достигается управление уровнем прочностных свойств высокотемпературной фазы, температурными интервалами развития МП под нагрузкой и СЭ, максимальным ресурсом обратимой деформации, стабилизацией мартенсита напряжений. В-третьих, исследования высокопрочных монокристаллов сплава Co-Ni-Ga необходимы для разработки микромеханических и термодинамических моделей развития МП, создания условий (критериев) развития высокотемпературной СЭ и выяснения роли высокого уровня напряжений высокотемпературной фазы для начала МП под нагрузкой. К настоящему времени работ, выполненных на монокристаллах сплава Co-Ni-Ga, мало. Поэтому систематические исследования ЭПФ и СЭ на монокристаллах сплава Co-Ni-Ga в зависимости от ориентации кристалла, способа деформации – растяжения/сжатия, температуры испытания и величины деформации являются актуальными. Они необходимы для развития теории термоупругих МП и создания физических основ разработки сплавов с высокотемпературной СЭ.

Цель работы. Исследование развития термоупругих B2-L1₀ МП при охлаждении/нагреве и под нагрузкой, зависимости прочностных свойств высокотемпературной B2-фазы, величины ЭПФ и СЭ в зависимости от ориентации кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия – в монокристаллах сплава Co₄₉Ni₂₁Ga₃₀ (ат.%) в состоянии после роста. Выяснение условий для развития СЭ в широком температурном интервале и проявления СЭ при высоких температурах.

Научная новизна работы.

1. На монокристаллах сплава Co₄₉Ni₂₁Ga₃₀ впервые экспериментально обнаружена зависимость ЭПФ от ориентации кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия. Показано, что величина ЭПФ совпадает с теоретически рассчитанной величиной деформации решетки для B2-L1₀ МП. Установлено, что напряжения образования мартенсита под нагрузкой зависят от ориентации кристалла и способа деформации растяжения/сжатия и описываются уравнением Клапейрона-Клаузиуса.

2. Впервые на монокристаллах сплава Co₄₉Ni₂₁Ga₃₀ при деформации сжатием обнаружен широкий температурный интервал СЭ $\Delta T_{C\bar{3}}$, который зависит от ориентации кристалла: $\Delta T_{C\bar{3}}[001] = 360K$, $\Delta T_{C\bar{3}}[011] = 335K$, $\Delta T_{C\bar{3}}[\bar{1}23] = 145K$, $\Delta T_{C\bar{3}}[\bar{1}24] = 200K$, и высокотемпературная СЭ при $T = 628K$.

3. Впервые на монокристаллах сплава Co₄₉Ni₂₁Ga₃₀ обнаружено явление стабилизации мартенсита напряжений, которое состоит в превышении температуры появления первой петли СЭ $T_{C\bar{3}}$ температуры конца МП A_f . Показано, что стабилизация мартенсита определяется соотношением величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и напряжений начала МП при $T = A_f - \sigma_{0.1}(A_f)$. В [001] кристаллах $\Delta\sigma$ имеет минимальные значения, и стабилизация мартенсита не наблюдается. Высокие значения $\Delta\sigma$ в $[\bar{1}23]$ -, [011]- и [034]-кристаллах приводят к стабилизации мартенсита и $T_{C\bar{3}} > A_f$. С увеличением $\Delta\sigma$ наблюдается рост $T_{C\bar{3}}$.

4. На монокристаллах, ориентированных вдоль [001]-, $[\bar{1}23]$ -, [011]-направлений, сплава Co₄₉Ni₂₁Ga₃₀ обнаружено явление ферроупругости, которое приводит к превышению величины обратимой деформации в экспериментах по изучению ЭПФ при $T < M_s$ и в экспериментах по изу-

чению СЭ при $T > A_f$. Деформация ферроупругости наблюдается в температурном интервале от 77К до 423К, зависит от ориентации кристалла и связана с обратимым движением механических двойников $a < 110 \rangle \{110\}$ в кристаллах $L1_0$ -мартенсита.

5. Впервые на монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ показано, что необратимые $\{110\}$ двойники в кристаллах $L1_0$ -мартенсита при развитии деформационного скольжения наследуются как $\{112\}$ двойники В2-фазы при обратном $L1_0$ -В2 переходе.

6. Впервые на монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ получены условия для развития высокотемпературной СЭ для одностадийного В2- $L1_0$ МП, которые состоят в достижении высокопрочного состояния высокотемпературной фазы одновременно с минимизацией напряжений, необходимых для начала МП под нагрузкой за счет высоких значений деформации превращения ϵ_0 и малых

$$\text{значений } \alpha = \frac{d\sigma_{0.1}(T)}{dT}.$$

Научно-практическая ценность работы. Полученные в работе закономерности термоупругого В2- $L1_0$ МП при охлаждении/нагреве и под нагрузкой в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ могут быть использованы для дальнейшего развития теории термоупругих МП. Практическая значимость результатов работы состоит в возможности их использования как материалов с ЭПФ и СЭ и как магнитных демпфирующих материалов для изготовления актюаторов и сенсорных датчиков.

Данная диссертационная работа выполнена в соответствии с программой НИР, проводимой по грантам РФФИ: № 06-08-08011 – офи-а «Разработка новых ферромагнитных монокристаллов с высокотемпературными эффектами памяти формы и сверхэластичности» 2006-2007 гг; № 10-03-00154 «Фазовые и структурные превращения, вызываемые водородом в однофазных монокристаллах и в нанокompозитах с обычной и магнитной памятью формы» 2010-2012 гг; ФЦП госконтракта № 16.740.11.0462 «Создание и исследование монокристаллов новых ферромагнитных интерметаллидов $CoNiGa$, $CoNiAl$ с высокотемпературной сверхэластичностью и памятью формы» 2011-2013 гг.

Научные положения, выносимые на защиту:

1. Экспериментально найденная в монокристаллах ферромагнитного сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ зависимость величины эффекта памяти формы и сверхэластичности при В2- $L1_0$ мартенситном превращении от ориентации оси кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия; равенство экспериментальных значений величины эффекта памяти формы и сверхэластичности значениям деформации решетки при В2- $L1_0$ мартенситном превращении.

2. Экспериментально обнаруженная зависимость эффекта стабилизации мартенсита напряжений при $T > A_f$ от ориентации оси кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия в монокристаллах ферромагнитного сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ и термодинамическая модель этого эффекта.

3. Экспериментально обнаруженное при деформации сжатием явление ферроупругости в экспериментах по изучению эффекта памяти формы при $T < M_s$ и в экспериментах по изучению сверхэластичности при $T > A_f$, приводящее к превышению величины обратимой деформации значений деформации решетки ϵ_0 при В2- $L1_0$ мартенситном превращении; условия для ферроупругости, связанные с развитием обратимого механического двойникования по системам $a < 110 \rangle \{110\}$ $L1_0$ -мартенсита. Механизм образования двойников $\{112\}_{В2}$ в высокотемпературной фазе, связанный с развитием В2- $L1_0$ мартенситного превращения под нагрузкой, механическим двойникованием $L1_0$ -мартенсита по системам $a < 110 \rangle \{110\}$, развитием пластического течения и закреплением двойниковых границ при обратном $L1_0$ -В2 мартенситном превращении.

4. Высокотемпературная сверхэластичность в монокристаллах $[001]$ ориентации, широкий температурный интервал сверхэластичности, достигаемый за счет ориентационной зависимости прочностных свойств высокотемпературной фазы, выделения дисперсных частиц γ' -фазы и подавления процессов локального пластического течения. Критерий высокотемпературной сверхэластичности, состоящий в достижении высокопрочного состояния высокотемпературной фазы одновременно с минимизацией напряжений, необходимых для начала В2- $L1_0$ мартенситного превращения под нагрузкой.

Достоверность полученных в работе результатов обеспечивается корректностью постановки решаемых задач и их физической обоснованностью, использованием современных методов и методов исследования, большим объемом экспериментальных данных и их статистической об-

работкой, сопоставлением установленных в работе закономерностей с фактами, полученными другими исследователями.

Личный вклад автора заключается в проведении большинства экспериментальных и теоретических исследований, обработке результатов измерений, их анализе на основе существующих представлений физики конденсированного состояния.

Апробация работы и публикации. Материалы диссертации были представлены на международных и всероссийских конференциях и симпозиумах: Бернштейновские Чтения по термомеханической обработке металлических материалов, Москва, 2006; XIII, XIV, XV Международная научно-практическая конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Современные техника и технологии», Томск, 2007, 2008, 2009; XVII, XIX Петербургские чтения по проблемам прочности, Санкт-Петербург, 2007, 2010; IV, V, VI, VIII Международная конференция студентов и молодых учёных «Перспективы развития фундаментальных наук», Томск, 2007, 2008, 2009, 2011; VIII, IX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов-молодых ученых, Екатеринбург, 2007, 2008; XIX Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург, 2008; Пятнадцатая Всероссийская научная конференция студентов-физиков и молодых ученых, ВНКФС-15, Кемерово-Томск, 2009; V Всероссийская конференция молодых ученых «Физика и химия высокоэнергетических систем», Томск, 2009; The 8th European Symposium on Martensitic Transformations. ESOMAT, 2009, Prague, Czech Republic; II Международная школа-конференция молодых ученых «Физика и химия наноматериалов», Томск, 2009; Первые Московские чтения по проблемам прочности, Москва, 2009.

Публикации. Результаты диссертационной работы опубликованы в 5 статьях в рецензируемых журналах, рекомендованных ВАК, и в 19 сборниках трудов и материалов российских и международных конференций. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, выводов и списка использованных источников. Общий объем диссертации 145 страниц, включая 61 рисунок, 3 таблицы и список использованных источников из 126 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении дана краткая характеристика современного состояния проблемы, обоснована актуальность темы, сформулирована цель и аргументирована научная новизна исследований, показана практическая значимость полученных результатов, представлены научные положения, выносимые на защиту.

В первой главе «Термоупругие мартенситные превращения в ферромагнитных сплавах CoNiGa» представлен литературный обзор на основе имеющихся теоретических и экспериментальных работ, посвященных общей характеристике, термодинамике и кристаллографическим особенностям МП. Рассмотрены механизмы обычного и магнитного ЭПФ и СЭ. Приведен обзор экспериментальных исследований структуры и мартенситных переходов в ферромагнитных сплавах на основе системы Co-Ni-Ga в зависимости от химического состава сплава.

Во второй главе «Постановка задач исследования, материал исследования и методика эксперимента» на основе анализа литературных данных формулируются и обосновываются задачи исследования, определяются материалы и методики исследования. Особенностью данной работы является использование для экспериментальных исследований механических и функциональных свойств монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с термоупругими B2-L1₀ МП в двухфазном состоянии: высокотемпературная B2-фаза и крупные частицы γ -фазы с объемной долей $f=6.2\%$ и 8.6 %. До сих пор на монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$, содержащих частицы γ -фазы, систематических исследований ЭПФ, СЭ в зависимости от ориентации кристаллов, способа деформации – растяжения/сжатия, уровня приложенных напряжений и температуры испытания не проводилось.

В настоящей работе были поставлены следующие конкретные задачи:

1. На монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ исследовать зависимость температур прямого B2-L1₀ МП и обратного L1₀-B2 МП, температурного гистерезиса при охлаждении-нагреве в состоянии после роста монокристаллов в зависимости от объемной доли частиц γ - и γ' -фаз. In-situ электронно-микроскопические исследования влияния частиц γ - и γ' -фаз на тонкую двойниковую структуру L1₀-мартенсита.
2. Исследовать зависимость предела текучести B2-фазы, напряжений мартенситного сдвига при развитии МП под нагрузкой от ориентации кристалла и способа деформации –

растяжения/сжатия и выяснить принципиальную возможность развития СЭ в широком температурном интервале и при температурах выше 473К в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ в состоянии после роста. 3. Исследовать зависимость величины ЭПФ, СЭ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ в состоянии после роста от ориентации кристалла, способа деформации – растяжения/сжатия и уровня приложенных напряжений. Электронно-микроскопическое исследование природы двойников в мартенсите, приводящих к увеличению величины обратимой деформации в интервале температур проявления ЭПФ и СЭ. 4. Разработка критерия для проявления высокотемпературной СЭ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$.

Для решения поставленных задач монокристаллы сплава номинального состава CoNiGa , приготовленного из кобальта (49 мас.%), никеля (21 мас.%), галлия (30 мас.%), были выращены модифицированным методом Бриджмена на модернизированной установке «Редмет-1» в атмосфере инертного газа с использованием керамического тигля. После роста монокристаллы находились в двухфазном состоянии: высокотемпературная В2-фаза и крупные частицы γ -фазы. Кристаллы с различной объемной долей частиц γ -фазы $f=6.2\%$ и 8.6% были получены при их росте. Ориентацию кристаллов определяли на рентгеновском дифрактометре «Дрон-3» с использованием $\text{Fe K}\alpha$ -излучения. Характеристические температуры МП определяли двумя методами: 1) по изменению электросопротивления $\rho(T)$ образцов в цикле нагрев/охлаждение в установке при постоянном токе с записью на двухкоординатный самописец Н-306; 2) метод дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) со скоростью нагрева/охлаждения 10К/мин в интервале температур от 120-170К до 370К. Электронно-микроскопические исследования структуры высокотемпературной В2-фазы и L_{10} -мартенсита, in-situ эксперименты по исследованию В2- L_{10} МП при охлаждении в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ проводили с использованием электронного микроскопа Hitachi Н-600 с ускоряющим напряжением 100кВ.

В третьей главе «Влияние γ -, γ' -фазы на температуры термоупругого В2- L_{10} мартенситного превращения и структуру L_{10} -мартенсита в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ » представлены результаты исследований влияния γ -, γ' -фазы на основные характеристики термоупругих В2- L_{10} МП – температуры МП, температурный гистерезис и структуру L_{10} -мартенсита – в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ в зависимости от его структурного состояния: 1) после роста двухфазное; 2) однофазное; 3) трехфазное.



Рис. 1 - Металлографическая картина поверхности монокристаллов [001] сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) в состоянии после роста

Экспериментально установлено, что в состоянии после роста монокристаллы сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при $T=300\text{K}$ характеризуются двухфазной структурой, состоящей из высокотемпературной фазы с В2-структурой и крупных частиц γ -фазы с неупорядоченной ГЦК-структурой (рис. 1). Частицы γ -фазы имеют неравноосную пластинчатую форму с толщиной и длиной, соответственно, $d=2.5-3\text{мкм}$ и $L=25-100\text{мкм}$. Плоскость габитуса частиц γ -фазы параллельна плоскости (111) В2-фазы, а их объемная доля, оцененная по данным металлографии (рис. 1), оказалась равной 6.2% в одном кристалле и 8.6% в другом. Однофазное состояние,

без частиц, монокристаллов достигалось закалкой от $T=1423\text{K}$ в течение 25мин и экспериментально было подтверждено оптическими исследованиями поверхности кристалла и электронно-микроскопически при исследовании тонких фольг закаленных образцов. Трехфазное состояние - В2-фаза + частицы γ - и γ' -фазы (γ' -фаза – упорядоченная по типу L_{12} структура) – получали путем сложной термической обработки – отжиг при $T=1173\text{K}$, 3ч + дополнительный отжиг при $T=873\text{K}$ в течение $t=30\text{мин}$, 1ч и 4ч.

На рис. 2 а, б, соответственно, представлены данные зависимости электросопротивления от температуры $\rho(T)$ для нескольких кристаллов с объемной долей γ -фазы $f=6.2\%$ и кривые DSC выделения тепла при охлаждении/нагреве. Анализ данных, представленных на рис. 2 а, б показывает, что монокристаллы сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с $f=6.2\%$ характеризуются близкими температурами МП. Во всех исследованных кристаллах $M_s < A_s$ ($M_s \approx 245\text{K}$, $A_s \approx 260\text{K}$) и В2- L_{10} МП характеризуется малыми температурными гистерезисами: $\Gamma_1 = (A_f - M_s) \approx \Gamma_2 = (A_s - M_f) = 13-20\text{K}$ и переохлаждением $\Delta_1 = M_f - M_s$ и перегревом $\Delta_2 = A_f - A_s$ близкими к нулю.

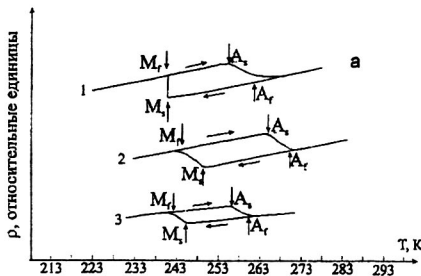
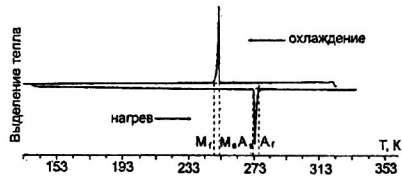


Рис. 2 - а) Кривые зависимости электросопротивления от температуры $\rho(T)$ при охлаждении/нагреве для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) в исходном состоянии с $f=6.2\%$, 1-3 - номера кристаллов; б) кривая DSC при охлаждении/нагреве (кристалл 1)



6

Сопоставление температур МИП и температурного гистерезиса Γ_1 полученных по температурной зависимости $\rho(T)$ и по кривым DSC дает близкие значения. Небольшое различие в температурах МИП \approx равное по $M_s=2-7\text{K}$ может быть связано с неоднородным распределением γ -фазы по объему монокристалла. При увеличении объемной доли γ -фазы до $f=8.6\%$ происходит повышение температуры M_s на 10-15K для B2-L1₀ МИП ($M_s \approx 255\text{K}$) и увеличение температурного гистерезиса $\Gamma_1 = \Gamma_2 \approx 27-32\text{K}$ по сравнению с кристаллами с $f=6.2\%$. В монокристаллах с $f=8.6\%$ γ -фазы также $M_s < A_s$, и $\Gamma_1 = \Gamma_2$, $\Delta_1 = \Delta_2$.

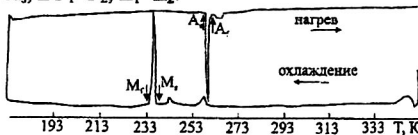


Рис. 3 - Кривые DSC выделения тепла при охлаждении/нагреве для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) после закалки от $T=1423\text{K}$, 25 мин

что в однофазном состоянии без γ -фазы температура $M_s=235\text{K}$ оказывается ниже, чем в кристаллах с γ -фазой. Следовательно, изменение химического состава сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$, связанного с выделением частиц γ -фазы, сопровождается повышением температур B2-L1₀ МИП.

In-situ электронно-микроскопические эксперименты при охлаждении до $T=153\text{K}$ и нагреве в колонне микроскопа монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с частицами γ -фазы и без частиц γ -фазы показали, что независимо от наличия частиц γ -фазы при охлаждении в монокристалле B2-фазы возникает L1₀-мартенсит, который при нагреве исчезает (рис. 4 а). Следовательно, L1₀-мартенсит является термоупругим. Морфология L1₀-мартенсита в монокристаллах с частицами γ -фазы и без оказывается одинаковой. Переход B2-фазы в L1₀-мартенсит при охлаждении происходит очень быстро и L1₀-мартенсит распространяется одним фронтом. L1₀-мартенсит оказывается тетрагональным (отношение осей $c/a=0.78$) и представляет собой длинные двойникованные по (111) плоскостям ламели (рис. 4 а). Толщина двойников составляет 150-200нм.

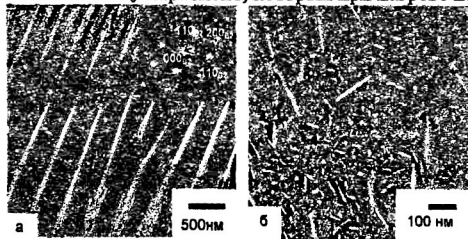


Рис. 4 - In-situ наблюдение образования L1₀-мартенсита при охлаждении в колонне микроскопа до $T=153\text{K}$ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) : а) двойникованная структура L1₀-мартенсита в однофазном состоянии, МД - индексы мартенсита даны в координатах B2-фазы, $M_s=249\text{K}$; б) L1₀-мартенсит при охлаждении до $T=143\text{K}$ с дисперсными частицами γ -фазы после старения при $T=873\text{K}$ в течение 0.5ч. Двойники имеют толщину 15нм

На рис. 3 приведены кривые DSC выделения тепла при охлаждении/нагреве для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ после закалки от $T=1423\text{K}$, 25мин, когда кристаллы находятся в однофазном структурном состоянии. Из рис. 3 видно, что B2-L1₀ МИП характеризуется узким температурным гистерезисом $\Gamma_1 = \Gamma_2 = 25\text{K}$, $\Delta_1 = \Delta_2$. Сопоставление температур B2-L1₀ МИП в кристаллах без частиц γ -фазы и с частицами γ -фазы показывает, что в однофазном состоянии без γ -фазы температура $M_s=235\text{K}$ оказывается ниже, чем в кристаллах с γ -фазой. Следовательно, изменение химического состава сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$, связанного с выделением частиц γ -фазы, сопровождается повышением температур B2-L1₀ МИП.

На рис. 5 представлены зависимости $\rho(T)$ для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ после сложной термической обработки. В начале исходный кристалл с $f=6.2\%$ был отожжен при $T=1173\text{K}$, 3ч. После этой обработки кристалл также находится в двухфазном состоянии, но частицы γ -фазы изменили форму

от пластинчатой до отжига к линзовидной после отжига. Внутри частица характеризуется внутренней дислокационной структурой и сдвойникова по плоскости двойникования (111). Температуры для B2-L1₀ МП на зависимости $\rho(T)$ для данной обработки не определяются и лежат ниже температуры жидкого азота (рис. 5, кривая 2). Дополнительный отжиг при $T=873\text{K}$ в течение $t=0.5$ –4ч приводит к выделению частиц γ' -фазы и следовательно, кристалл представляет собой композит, состоящий из B2-фазы и двух типов частиц γ - и γ' -фаз. Частицы γ' -фазы имеют неравноосную форму и ее размеры зависят от времени старения, после старения 0.5ч – 60нм, после старения 1ч – 200нм. Плоскость габитуса частиц γ' -фазы так же как и γ -фазы оказывается параллельной плоскости (111) B2-фазы. Выделение частиц γ' -фазы приводит вновь к появлению B2-L1₀ МП на кривой

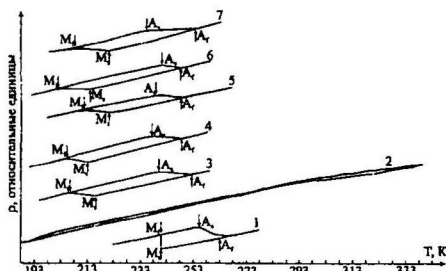


Рис. 5 - Зависимость $\rho(T)$ для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) в состоянии после роста и после различных режимов термической обработки: 1) исходный кристалл с $f=6.2\%$; 2) отжиг при $T=1173\text{K}$ в течение 3ч с последующей закалкой в воду; 3)-7) закалка в воду после старения при $T=873\text{K}$: 3) 0.5ч; 4) 1ч; 5) 2ч; 6) 3ч; 7) 4ч

эксперименты при охлаждении и нагреве в колонне микроскопа монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с частицами γ' -фазы показали, что выделение частиц γ' -фазы приводит к изменению тонкой структуры L1₀-мартенсита (рис. 4 б). Неравноосные частицы γ' -фазы являются препятствиями для движения L1₀-мартенсита и при охлаждении L1₀-мартенсит развивается в объемах кристалла между частицами (рис. 4 б). Ширина мартенситных пластин и толщина двойников становятся зависящими от расстояния между частицами. L1₀-мартенсит содержит высокую плотность двойников. Толщина двойников в 10 раз уменьшается по сравнению с однофазными кристаллами и после роста с частицами γ -фазы и оказывается равной 15-20нм (рис. 4 б). Используя экспериментально определенные значения толщины двойников (рис. 4 б) и соотношение (1) для определения толщины таких двойников:

$$t = \frac{1}{\sqrt{\rho_G}}, \quad (1)$$

можно оценить их плотность ρ_G в зависимости от термической обработки. Так, в однофазном состоянии плотность двойников равна $(2.5-4.4) \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$, а после старения при $T=873\text{K}$ в течение 0.5ч составляет $(2.5-4.4) \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$, что превышает исходную плотность двойников на 2 порядка.

Анализ представленных данных показывает, что термодинамическое описание B2-L1₀ МП в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ в двухфазном с γ -фазой и однофазном состоянии необходимо рассматривать в рамках модели Козна [1], когда МП происходит взрывом $M_s \approx M_f$ с одной границей раздела. Это значит, что упругая энергия ΔG_{rev} генерируется в образце уже при зарождении первой пластины L1₀-мартенсита при $T=M_s$. $\Delta G_{\text{rev}}(M_s) \neq 0$ и не зависит от объемной доли мартенсита $\Delta G_{\text{rev}} = \text{const}$ и, соответственно, при обратном МП при $A_s \approx A_f$ для последней пластины мартенсита $\Delta G_{\text{rev}}(A_f) \neq 0$, т.е., условия для движения межфазной границы одинаковы при прямом и обратном МП. Исходя из [1] и используя экспериментальные значения энтропии для B2-L1₀ МП $\Delta S_{\text{ch}} = 11.7 \text{ Дж/кг} \cdot \text{K}$ и температуры МП в работе была оценена упругая ΔG_{rev} и рассеянная ΔG_d энергии при МП: $\Delta G_{\text{rev}} = 27.3 \text{ Дж/кг}$, $\Delta G_d = 72.8 \text{ Дж/кг}$. ΔG_d в 2.5 раза больше ΔG_{rev} . Следовательно, межфазная граница при своем движении испытывает значительное сопротивление со стороны матрицы. При

выделении частиц γ' -фазы ΔG_{rev} также генерируется в образце при зарождении первой пластины мартенсита как и в однофазных кристаллах и увеличивается с ростом объемной доли $L1_0$ -мартенсита. В отличие от однофазных кристаллов зарождение мартенсита происходит не с одной границей раздела, а в объеме материала. Оценки ΔG_{rev} и ΔG_d показывают, что выделение частиц γ' -фазы приводит к одновременному росту обратимой ΔG_{rev} в 2.5-3.5 и рассеянной ΔG_d энергии в 1.5-2 раза по сравнению с однофазными кристаллами.

Повышение температуры M_s в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ связано с изменением химического состава сплава при выделении частиц γ' -фазы, богатой Co, и/или выделении частиц γ' -фазы, богатой Ni.

Четвертая глава «Функциональные и прочностные свойства монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ » состоит из четырех разделов.

В разделе 4.1 «Ориентационная зависимость эффекта памяти формы в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ » приводятся экспериментальные результаты по исследованию величины ЭПФ в зависимости от ориентации кристалла, способа деформации – растяжения/сжатия, температуры испытания и уровня приложенных напряжений.

Для исследования ЭПФ были выбраны ориентации двух типов: 1) $[001]$, $[\bar{1}39]$, где деформация раздвоинкованием для $L1_0$ -мартенсита по (111) плоскостям $=0$; 2) $[011]$, $[\bar{1}23]$, где раздвоинкование имеет место (рис. 6 г) [2].

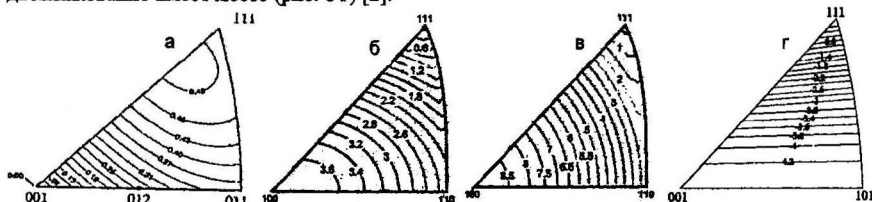


Рис. 6 - а) Факторы Шмидта для систем скольжения $a[001](\bar{1}10)$ в B2-структуре для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат. %). Зависимость деформации превращения от ориентации с учетом образования CVР структуры $L1_0$ -мартенсита: б) сжатие; в) растяжение; г) с учетом деформации раздвоинкования при сжатии [2]

ЭПФ измеряли двумя способами: 1) при деформации при $T \leq M_s$ с последующим нагревом в свободном состоянии при $T > A_f$; 2) при охлаждении/нагреве под постоянной нагрузкой в интервале температур от 320K до 242K.

На рис. 7 (кривые 1-3) представлены экспериментальные исследования величины ЭПФ в $[001]$ -монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с $f=6.2\%$ γ' -фазы в температурном интервале $T=77\text{K}-M_s$ первым способом. На зависимости $\sigma(\epsilon)$ при $T_1=77\text{K}$ можно выделить четыре стадии деформации $L1_0$ -мартенсита. Стадия I связана с упругой деформацией самоакомодирующей системы $L1_0$ -мартенсита. На II стадии происходит движение межвариантных и двойниковых границ $L1_0$ -мартенсита. Если на стадии II заданная деформация $\epsilon_{\text{зад}} \leq \epsilon_0$ (ϵ_0 – деформация решетки при B2- $L1_0$ МП), то при снятии нагрузки после нагрева в свободном состоянии при $T > A_f$ кристалл полностью восстанавливает свои исходные до деформации размеры. Следовательно, реализуется ЭПФ, величина которого оказалась близкой к теоретически предсказанной величине $\epsilon_0=4.5\%$ при B2- $L1_0$ МП, $\epsilon_{\text{зд}} = \epsilon_{\text{обр}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}}$ (рис. 7 кривая 1, а).

При достижении уровня напряжений $\sigma=100\text{МПа}$, когда $\epsilon_{\text{зд}} > \epsilon_0$, на кривой $\sigma(\epsilon)$ происходит переход к стадии III деформации $L1_0$ -мартенсита, которая протекает с более высоким коэффициентом деформационного упрочнения $\Theta=d\sigma/d\epsilon$ по сравнению со стадией II. При разгрузке деформация на стадии III оказывается обратимой. Следовательно, при $T_1=77\text{K} < M_s$, кристаллы $[001]$ проявляют «резиноподобное поведение» или «ферроупругость». При этом общая обратимая деформация $\epsilon_{\text{обр}}$ состоит из двух компонент: $\epsilon_{\text{ЭПФ}}$ и $\epsilon_{\text{ФУ}}$: $\epsilon_{\text{обр}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}}$. Последовательное увеличение $\epsilon_{\text{зд}}$ до 6% при $T_1=77\text{K}$ сопровождается ростом деформации $\epsilon_{\text{ФУ}}$ и ее максимальные значения достигают 2.2%. В результате общая обратимая деформация превышает деформацию решетки при B2- $L1_0$ МП. И, наконец, стадия IV при $\sigma > 300\text{МПа}$ связана с упругой деформацией $L1_0$ -мартенсита, на которой участок кривой $\sigma(\epsilon)$ при нагрузке и разгрузке совпадает друг с другом.

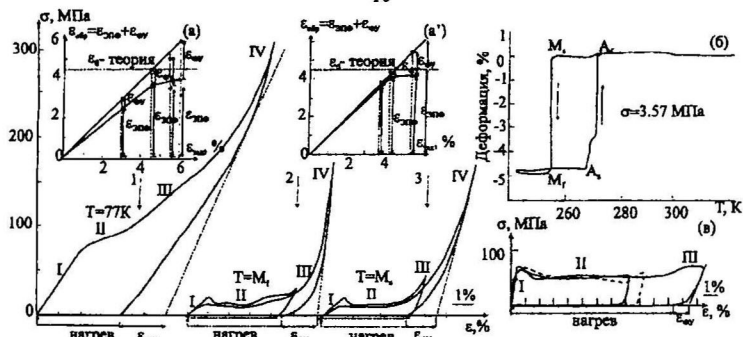


Рис. 7 - 1, 2, 3 - Кривые $\sigma(\epsilon)$ монокристаллов [001] сплава $\text{Co}_{90}\text{Ni}_{10}\text{Ga}_{10}$ (ат.%) при сжатии при $T \leq M_s$: 1 - $T = 77\text{K}$; 2 - $T = M_f = 253\text{K}$; 3 - $T = M_s = 258\text{K}$; а, а' - зависимость величины ЭПФ и «ферроупругости» от величины заданной деформации: а - сжатие при $T = 77\text{K}$; а' - сжатие при $T = M_f = 253\text{K}$; б - деформация и температуры МП В2-Л10 под постоянным сжимающим напряжением $\sigma = 3.57\text{МПа}$; в - растяжение при $T = 77\text{K}$

При $T_2 = M_f$ и $T_3 = M_s$ обратимая деформация $\epsilon_{\text{обр}} = 5.5-6\%$ при снятии нагрузки также состоит из двух составляющих как и при T_1 ($\epsilon_{\text{ЭПФ}}$ и $\epsilon_{\text{ФУ}}$) и превышает величину деформации решетки $\epsilon_0 = 4.5\%$ для В2-Л10 МП. При измерении величины ЭПФ в [001] кристаллах вторым способом - под сжимающей нагрузкой $\sigma = 3.57\text{МПа}$ в интервале температур от 320K до 242K величина ЭПФ уже при малых значениях σ оказалась равной величине ЭПФ определенной первым способом и теоретически предсказанной величине $\epsilon_0 = 4.5\%$ при В2-Л10 МП (рис. 7 кривые 1-3, а, а', б).

При деформации растяжением в [001] кристаллах при изучении ЭПФ первым способом при $T_1 = 77\text{K}$ наблюдается стабильная аналогичная стабильности при деформации сжатием (рис. 7 б). Если на стадии II заданная деформация $\epsilon_{\text{зад}} \leq \epsilon_0$ ($\epsilon_0 = 9\%$), то при снятии нагрузки после нагрева в свободном состоянии при $T > A_f$ кристалл полностью восстанавливает свои исходные размеры до деформации и наблюдается ЭПФ, величина которого оказывается равной теоретически рассчитанному значению $\epsilon_0 = 9\%$ при растяжении для В2-Л10 МП (рис. 7 в), $\epsilon^{\text{р}}_{\text{ЭПФ}} > \epsilon^{\text{сж}}_{\text{ЭПФ}}$. Следовательно, величина ЭПФ зависит от способа деформации. Исследовать зависимость обратимой деформации при растяжении при $T = 77\text{K} - M_s$ от уровня напряжений не удается из-за хрупкости кристаллов.

В [011] кристаллах при сжатии, в отличие от кристаллов [001] деформация раздвойникованием не равна нулю и поэтому на стадии II общая деформация равная 4.5% включает деформацию $\epsilon_0 = 2.3\%$ и величину деформации раздвойникованием $\epsilon_{\text{разд}} = 2.2\%$. При нагреве выше A_f эта деформация обратима, в результате реализуется ЭПФ. При заданной деформации больше $\epsilon_0 = 4.5\%$ в [011] кристаллах проявляется ферроупругость, величина которой равна 3% . В результате общая обратимая деформация $\epsilon_{\text{обр}}[011]_{\text{сж}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 4.5\% + 3\% = 7.5\%$.

Все исследуемые в работе кристаллы проявляют «резиноподобное поведение» или ферроупругость, которая зависит от ориентации и способа деформации. Так, в кристаллах, в которых деформация раздвойникованием равна нулю, $\epsilon_{\text{обр}}$ имеет следующие значения: $\epsilon_{\text{обр}}[\bar{1}39]_{\text{сж}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 5\% + 2\% = 7\%$, $\epsilon_{\text{обр}}[\bar{1}39]_{\text{р}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 7\% + 1\% = 8\%$; $\epsilon_{\text{обр}}[001]_{\text{сж}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 4.5\% + 2\% = 6.5\%$, $\epsilon_{\text{обр}}[001]_{\text{р}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 11.5\% + 1\% = 12.5\%$. Для кристаллов [011], где деформация раздвойникованием не равна нулю, $\epsilon_{\text{обр}}[011]_{\text{сж}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 4.5\% + 3\% = 7.5\%$, $\epsilon_{\text{обр}}[011]_{\text{р}} = \epsilon_{\text{ЭПФ}} + \epsilon_{\text{ФУ}} = 3.7\% + 0.5\% = 4.2\%$.

In-situ эксперименты по охлаждению тонких фольг в колонне микроскопа показали, что стадия II при изучении ЭПФ связана с движением $L1_0$ -мартенсита сдвойникованного по $(\bar{1}\bar{1}1)$ плоскостям, а стадия III с $(\bar{1}\bar{1}0)$ двойниками $L1_0$ -мартенсита.

В табл. 1 представлены экспериментальные значения величины ЭПФ для исследованных в работе кристаллов с объемной долей частиц γ -фазы $f = 6.2\%$, из которой видно, что, во-первых, величина ЭПФ ϵ_0 зависит от ориентации кристалла и способа деформации - растяжения/сжатия. Во-вторых, экспериментальные значения ϵ_0 совпадают с теоретически рассчитанными значениями деформации решетки ϵ_0 при В2-Л10 МП (рис. 7, табл. 1). Так как ϵ_0 зависит от ориентации оси кристалла и способа деформации, то из уравнения Клапейрона-Клаузиуса

$$\frac{d\sigma_{0.1}}{dT} = -\frac{\Delta S^{\Lambda-M}}{\varepsilon_0^{\Lambda-M}} = -\frac{\Delta H^{\Lambda-M}}{T_0^{\Lambda-M} \varepsilon_0^{\Lambda-M}} \quad (2)$$

следует, что от ориентации оси кристалла и способа деформации должны зависеть значения $\alpha = d\sigma_{0.1}/dT$. В соотношении (2) ΔS и ΔH – изменение энтропии и энтальпии при МП на единицу объема, T_0 – температура равновесия фаз, $\varepsilon_0^{\Lambda-M}$ – деформация решетки при превращении. Действительно, экспериментально установлено, что значения $\alpha = d\sigma_{0.1}/dT$ при $T > M_s$ зависят от ориентации кристалла и при фиксированной ориентации зависят от способа деформации – растяжения/сжатия (табл. 1) в полном соответствии с соотношением (2). Так, например, при деформации растяжением в [001]-кристаллах $\varepsilon_0 = 11.5\%$ и оказывается больше, чем при сжатии $\varepsilon_0 = 4.5\%$. Большим значениям ε_0 соответствуют меньшие значения $\alpha = d\sigma_{0.1}/dT$: $\alpha^p[001] < \alpha^{сж}[001]$. При одном способе деформации, например, при растяжении [001]-, [034]-кристаллов $\varepsilon_0^p[001] > \varepsilon_0^p[034]$ и, соответственно, $\alpha^p[001] < \alpha^p[034]$, при сжатии $\varepsilon_0^{сж}[\bar{1}23] < \varepsilon_0^{сж}[001]$ и $\alpha^{сж}[\bar{1}23] > \alpha^{сж}[001]$.

Таблица 1 - ЭПФ ε_0 в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при растяжении/сжатии

ориентация	тип испытания	$\varepsilon_0, \%$		$\alpha = \frac{d\sigma}{dT}, \text{ МПа/К, эксперим.}$
		для МП В2-Л10, теория [2]	для МП В2-Л10, эксперим.	
[001]	растяж.	9	11.5	1.2
	сжатие	4.5	4.5	2.1
[011]	растяж.	2.5	3.7	-
	сжатие	4.5	5	2.1
[034]	растяж.	4.8	4	2.5
	сжатие	4.5	4.4	2.3
[$\bar{1}23$]	растяж.	3.5	-	-
	сжатие	3.2	4.5	2.45
[$\bar{1}11$]	растяж.	0.2	-	-
	сжатие	0.3	-	-

В разделе 4.2 «Ориентационная зависимость температуры появления первой петли сверхэластичности в монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ » представлены результаты исследования условий для развития СЭ при температуре вблизи $A_f = 262\text{K}$ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) с объемной долей частиц γ -фазы $f = 6.2\%$ в зависимости от ориентации кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия.

Известно, что СЭ появляется при температуре $T = A_s$, при которой мартенсит является термодинамически неустойчивым. Экспериментально установлено, что при деформации сжатием в [001]-кристаллах СЭ обнаружена при $T = A_s$, а во всех других исследованных ориентациях [$\bar{1}23$], [011], [034] СЭ появляется при $T > A_f$. Первая совершенная петля СЭ в [$\bar{1}23$]-кристаллах появляется при $T = A_f + 22\text{K}$, а [011]-кристаллах СЭ имеет место при $T = A_f + 38\text{K}$ (рис. 8).

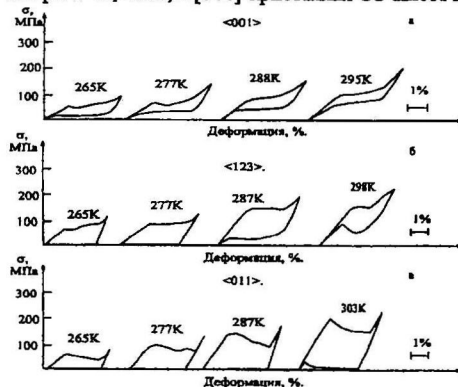


Рис. 8 - Ориентационная зависимость температуры появления СЭ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при сжатии: а) [001], б) [$\bar{1}23$], в) [011], $A_f = 262\text{K}$

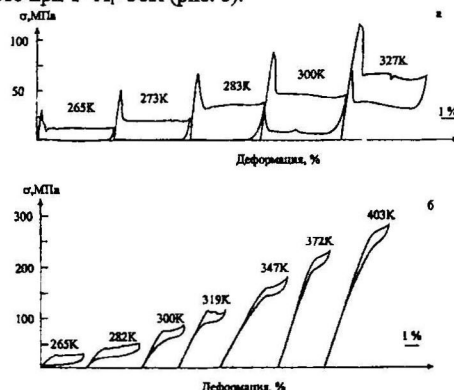


Рис. 9 - СЭ в [001]-монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при: а) растяжении, б) сжатии, $A_f = 262\text{K}$

В кристаллах одной ориентации появление первой петли СЭ зависит от способа деформации: растяжения/сжатия. Так, в [001]-кристаллах при деформации сжатием СЭ наблюдается при T

$=A_f$, тогда как при деформации растяжением при $T=A_f+25K$ (рис. 9), а в [034]-кристаллах, напротив, СЭ при $T=A_f$ появляется при деформации растяжением, а при деформации сжатием при $T=A_f+22K$ (табл. 2). Анализ полученных данных свидетельствует о том, что появление СЭ при $T=A_f$ коррелирует с величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$. Если величина $\Delta\sigma$ мала и равна 20-25МПа, то первая совершенная петля СЭ наблюдается при $T=A_f$, как в [001] при сжатии и в [034] при растяжении.

Таблица 2 - Теоретически рассчитанные и экспериментальные данные величин механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и температуры начала СЭ при растяжении/сжатии для монокристаллов ферромагнитного сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) $A_f=262K$

Ориентация	Тип испытания	$\sigma_{0.1}(M_s)$, МПа	$\Delta\sigma$, МПа, эксперим.	$\Delta\sigma$, МПа, теория [2]	$T_{СЭ}(A_f^d)$, К, эксперим.	$T_{СЭ}(A_f^d)$, К, теория [2]	$\sigma_{0.1}$, МПа, для первой петли СЭ
[001]	растяж.	10	40±5	50	A_f+30	A_f+15	70
	сжатие	10	25±5	60	A_f	A_f+5	30
[1 23]	сжатие	10	40±5	70	A_f+21	A_f+10	50
[011]	сжатие	10	90±5	60	A_f+31	A_f+5	110
[034]	растяж.	10	20±5	70	A_f	A_f+5	35
	сжатие	10	80±5	66	A_f+35	A_f+5	110

Влияние величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ на появление СЭ детально исследовано на [034]-кристаллах (рис. 10). СЭ в данных кристаллах исследовалась в температурном интервале 263K < T < 375K. Вначале от низких температур к высоким, а затем от высоких к низким. При каждой

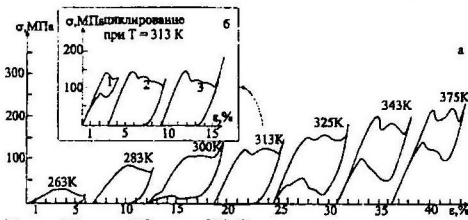


Рис. 10 - СЭ в [034]-монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) при: а) - сжатии, б) - циклировании при $T=313K$, $A_f=262K$

температуре задавалась одна степень деформации при нагрузке 4-4.5%. Экспериментально установлено, что не зависимо от направления изменения температур испытания СЭ при $T=300K$ наблюдается, при $T=313K$ СЭ отсутствует, а при $T>313K$ СЭ имеет место. В экспериментах по циклированию при $T=313K$ установлено, что если задать деформацию равную ε_0 без деформации раздвойникованием, то получаем узкий механический гистерезис, и совершенную СЭ (рис. 10, б).

Если заданная деформация больше ε_0 и включает деформацию раздвойникованием $L1_0$ -мартенсита, гистерезис становится широким и СЭ не наблюдается. Имеет место стабилизация мартенсита напряжений. Таким образом, увеличение температуры конца обратных МП A_f под нагрузкой, определяемой по температуре появления совершенной петли СЭ, по сравнению с температурой конца обратных МП A_f без нагрузки необходимо рассматривать как эффект стабилизации мартенсита напряжений.

На основе экспериментальных данных в работе развивается критерий появления совершенной петли СЭ при $T=A_f$ в зависимости от ориентации кристалла и способа деформации растяжения/сжатия [3]. Для появления СЭ при $T=A_f$ необходимо два условия: 1) A_f под нагрузкой должна быть больше A_f без нагрузки; 2) $\sigma_{0.1} > \Delta\sigma$. Влияние ориентации кристалла и способа деформации на появление СЭ при $T=A_f$ учитывается через зависимость $\alpha=d\sigma/dT$ от ориентации и способа деформации. Критерий напряжений для возникновения СЭ определяется как:

$$\sigma_{0.1}(T) > \Delta\sigma(T) = 2\sigma_{0.1}^{SM} + (A_f^d - M_s) \frac{d\sigma}{dT}, \quad (3)$$

а температурный критерий для полной СЭ:

$$T > A_f^d + \sigma_{0.1}^{SM} \frac{dT}{d\sigma} \quad (4)$$

Здесь A_f^d - температура конца обратного МП под нагрузкой, $\sigma_{0.1}^{SM}$ - минимальное напряжение необходимое для возникновения МП под нагрузкой в M_s . В табл. 2 приведены оценки для проявления СЭ по соотношениям (3) и (4). Из табл. 2 видно, что экспериментально установленная

зависимость T_{C2} от ориентации хорошо описывается соотношением (4). Рассчитанные значения $\Delta\sigma(T)$, при которых должна наблюдаться первая петля СЭ, оказываются близкими к экспериментально найденным значениям $\Delta\sigma(T)$. С учетом влияния ориентации, было показано, что там где гистерезис узкий, СЭ появляется при $T=A_f$ и эффект стабилизации мартенсита не наблюдается, это в [001] ориентации при сжатии, и в [034] при растяжении. Эффект стабилизации мартенсита напряжений имеет место при сжатии [011]- и [034]-кристаллов, которые характеризуются высокими значениями механического гистерезиса $\Delta\sigma$.

Экспериментально установлена корреляция между величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$, деформацией раздвойникованием и локальным пластическим течением при B2-L1₀ МП. Если деформация раздвойникованием равна нулю и процессы локального пластического течения подавлены из-за равных нулю факторов Шмидта для скольжения, то $\Delta\sigma$ узкий, как это имеет место в [001] кристаллах. И наоборот, если деформация раздвойникованием не равна нулю и процессы локального пластического течения имеют место, то $\Delta\sigma$ широкий, как обнаружено в [011] или [034]-кристаллах.

В разделе 4.3 «Влияние уровня приложенных напряжений на величину сверхпластичности в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ » представлены результаты исследований величины СЭ в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ с объемной долей γ -фазы $f=6.2\%$ при деформации сжатием в зависимости от уровня приложенных напряжений при $T>A_f$ в [001]-, [124]-, [123]- и [011]-ориентациях.

На рис. 11 представлены кривые $\sigma(\epsilon)$ при температуре $T=300K$ выше A_f для кристаллов [001] при деформации сжатием. Видно, что на кривой $\sigma(\epsilon)$ наблюдается два плато: плато^I и плато^{II}, на которых деформация при разгрузке оказывается обратной (рис. 11, а). После первой стадии

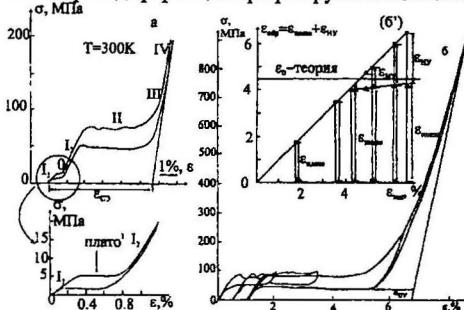


Рис. 11 - а, б - Кривые $\sigma(\epsilon)$ [001]-монокристаллов сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) при сжатии при $T>A_f=275K$, $T=300K$; б' - зависимость величины обратной деформации от величины заданной деформации

упругой деформации I_1 наблюдается «плато^I» – нулевая стадия с небольшими значениями коэффициента деформационного упрочнения Θ при $\sigma_{0.1}=10MPa$ и величиной деформации равной $\epsilon_{I, пласт}^I=0.5\%$. Затем, на кривой $\sigma(\epsilon)$ имеет место стадия I_2 упругой деформации B2-фазы, которая при $\sigma_{0.1}=75MPa$ сменяется «плато^{II}» с малым Θ , где происходит B2-L1₀ МП под нагрузкой. Величина деформации на «плато^{II}» $\epsilon_{II, пласт}^{II}=3.5-4\%$ и оказывается близкой к величине деформации решетки $\epsilon_0=4.5\%$ для B2-L1₀ МП (рис. 11). Если $\epsilon_{зад} < \epsilon_{плато(II)} \approx 3.5-4\%$, то $\epsilon_{сз}$ при снятии нагрузки определяется обратным переходом L1₀-B2, в результате которого происходит исчезновение мартенситной фазы. При $\epsilon > 4\%$ на кривой $\sigma(\epsilon)$ наблюдается стадия III с высокими значениями Θ , которая обратима при разгрузке и является стадией неупругой деформации мартенситной фазы $\epsilon_{ну}$ при $T>A_f$. Максимальные значения $\epsilon_{ну}$ оказываются равными $2-2.2\%$ (рис. 11 б, б'). По величине $\epsilon_{ну} \approx \epsilon_{ФУ}$, значит неупругость является ферроупругостью. Таким образом, при снятии нагрузки обратимая деформация $\epsilon_{сз}$ при $T>A_f$ без учета деформации на «плато^I» состоит из двух составляющих: $\epsilon_{плато(II)}$ и $\epsilon_{ну}$; $\epsilon_{сз} = \epsilon_{плато(II)} + \epsilon_{ну}$ и превышает величину ϵ_0 при B2-L1₀ МП. При $\sigma > 150MPa$ наблюдается стадия IV упругой деформации L1₀-мартенсита (рис. 11 а). Выше уровня напряжений $\sigma=1500MPa$ кристаллы [001] при $T=300K$ не деформируются, разрушаются хрупко, не достигая пластической деформации L1₀-мартенсита.

В кристаллах [124] на кривой $\sigma(\epsilon)$ при $T=423K$ обнаруживается пять стадий деформации (рис. 12 а): первые четыре стадии аналогичны стадиям в кристаллах [001], а стадия V, связана с пластической деформацией скольжением или двойникованием L1₀-мартенсита, которая не достигается в кристаллах [001]. В экспериментах по циклированию установлено, что при $\epsilon_{зад}=11\%$ величина СЭ в кристаллах [124] определяется суммой обратимых деформаций на стадиях II и III, равной $\epsilon_{сз} = \epsilon_{II} + \epsilon_{III} = 8\%$, что превышает теоретически рассчитанную деформацию решетки $\epsilon_0=3.8\%$

для кристаллов $[\bar{1}24]$ в 2 раза. При этом необратимая деформация, которая не исчезает при нагреве выше A_f , равна $\varepsilon_{\text{несобр}} = 3\%$ (рис. 12).

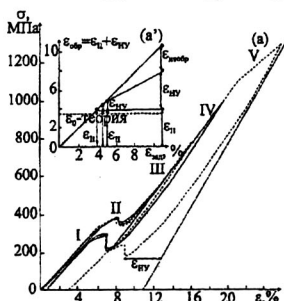


Рис. 12 - а) Кривые $\sigma(\varepsilon)$ $[\bar{1}24]$ -монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при сжатии при $T=423\text{K}$, $T>A_f=275\text{K}$; а') зависимость величины обратимой деформации от величины заданной деформации

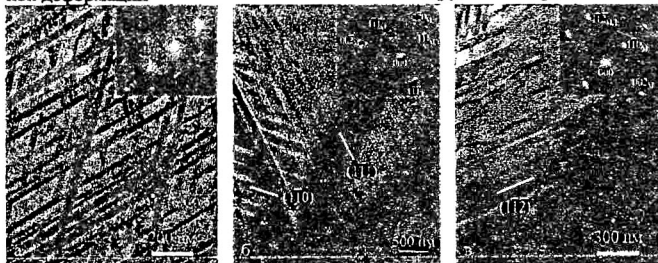


Рис. 13 - Электронно-микроскопические исследования $[001]$ монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при сжатии при $T=300\text{K}$: а) наблюдение ε -мартенсита в частицах γ -фазы; МД - ось зоны $(011)_{\parallel} \parallel (\bar{2}110)_{\parallel}$; б) наблюдение двойникования по плоскостям $(1\bar{1}1)$ и $(1\bar{1}0)$ в $L1_0$ -мартенсите; $\varepsilon=6\%$; МД - ось зоны $[110]_{\parallel} \parallel (\bar{1}\bar{1}0)_{\parallel}$ в двойниковании по плоскостям $(1\bar{1}2)$ в В2-фазе в монокристаллах $[\bar{1}24]$ при $T=423\text{K}$; $\varepsilon=11\%$, МД - ось зоны $[110]_{\parallel} \parallel (\bar{1}\bar{1}0)_{\parallel}$, $A_f=269\text{K}$

300K имеет В2-структуру и содержит высокую плотность двойников $(1\bar{1}2)$ в В2-фазе и дислокации (рис. 13 в). Показано, что образование двойников $(1\bar{1}2)$ в В2-фазе в кристаллах $[\bar{1}24]$ связано с деформацией двойникованием по $(1\bar{1}0)$ кристаллов $L1_0$ -мартенсита, развитием дислокационного скольжения в $L1_0$ -мартенсите и подавлением подвижности двойников $(1\bar{1}0)$ при обратном мартенситном переходе $L1_0$ -В2 при снятии нагрузки. В результате двойники $(1\bar{1}0)$ $L1_0$ -мартенсита переходят в двойники $(1\bar{1}2)$ В2-фазы.

На основе полученных данных в работе предлагается схема реализации полной СЗ и образования $(1\bar{1}0)$ двойников $L1_0$ -мартенсита под нагрузкой в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$. В жестких ориентациях, например $[001]$, при $T>A_f$ под нагрузкой монокристалл В2-фазы переходит в сдвоенный по плоскостям $(1\bar{1}1)$ $L1_0$ -мартенсит. С ростом деформации $\varepsilon_{\text{зад}} > \varepsilon_0$ $L1_0$ -мартенсит не раздвигается из-за равных нулю факторов Шмида для двойникования по плоскостям $(1\bar{1}1)$, а двойникуется по плоскостям $(1\bar{1}0)$ $L1_0$ -мартенсита. Значит монокристалла $L1_0$ -мартенсита в кристаллах $[001]$ под нагрузкой не образуется. В кристаллах $[001]$ $L1_0$ -мартенсит пластически не деформируется скольжением. Снятие нагрузки приводит к обратимому движению

Аналогичная картина наблюдается в $[011]$ и $[\bar{1}23]$ кристаллах. Во всех исследованных ориентациях величина СЗ превышает величину деформации решетки ε_0 . Это означает, что дополнительно к фазовому переходу под нагрузкой из В2-фазы в $L1_0$ -мартенсит в кристаллах возникают дефекты, которые оказываются обратимыми при цикле «нагрузка-разгрузка».

Электронно-микроскопически установлено, что нулевая стадия в кристаллах $[001]$ при $T=300\text{K}$ на кривой $\sigma(\varepsilon)$ связана с обратимыми ГЦК-ГПУ (ГПУ - ε -мартенсит) МП в частицах γ -фазы. ε -мартенсит в частицах развивается под нагрузкой в трех системах (рис. 13 а). С ростом температуры испытания $\sigma_{0.1}$ для γ - ε МП возрастают линейно как в сплавах, испытывающих МП под нагрузкой. При $T=323\text{K}$ $\sigma_{0.1}$ становятся в 2 раза больше, чем при $T=300\text{K}$ и величина $\alpha=d\sigma/dT=0.14\text{МПа/К}$. Стадия II связана с обратимым движением $L1_0$ -мартенсита, а стадия III с обратимым движением двойников $(1\bar{1}0)$ в $L1_0$ -мартенсите. Двойники с плоскостями двойникования $(1\bar{1}1)$ и с плоскостями $(1\bar{1}0)$ в $L1_0$ -мартенсите обнаружены в кристаллах $[001]$ после деформации $\varepsilon_{\text{зад}} =$

6.5% и $\sigma=500\text{МПа}$ (рис. 13 б). Их термоупругий характер подтвержден в in-situ экспериментах по нагреву тонких фольг в колонне электронного микроскопа. При нагреве двойники $(1\bar{1}0)$ $L1_0$ -мартенсита оказываются подвижными в кристалле и исчезают одновременно с двойниками $(1\bar{1}1)$.

В $[\bar{1}24]$ кристаллах электронно-микроскопически установлено, что после деформации $\varepsilon=11\%$ при $T=423\text{K}$ кристалл при $T=$

двойников ($1\bar{1}0$) L_{10} -мартенсита и к исчезновению сдвоенного по плоскостям ($1\bar{1}1$) L_{10} -мартенсита и, следовательно, к восстановлению исходного монокристалла В2-фазы. В результате реализуется полная СЭ, без обратной деформации.

В мягких ориентациях, например [$1\bar{2}4$], реализуется два случая. Первый случай: при $T > A_f$ под нагрузкой монокристалл В2-фазы переходит в сдвоенный по плоскостям ($1\bar{1}1$) L_{10} -мартенсит, который раздвояивывается и переходит в монокристалл L_{10} -мартенсита. При $\epsilon_{\text{сад}} > \epsilon_0$ монокристалл L_{10} -мартенсита двойнируется по плоскостям ($1\bar{1}0$) L_{10} -мартенсита. Если в ходе деформации уровень напряжений для пластической деформации скольжением L_{10} -мартенсита не достигнут, то при снятии нагрузки сдвоенный по плоскостям ($1\bar{1}0$) L_{10} -мартенсит переходит в раздвояиванный монокристалл L_{10} -мартенсита, который затем переходит в монокристалл В2-фазы и имеет место СЭ. Второй случай, когда при достижении уровня напряжений пластической деформации L_{10} -мартенсит в кристаллах [$1\bar{2}4$] пластически деформируется скольжением и двойникованием по ($1\bar{1}0$) плоскостям. Снятие нагрузки в этом случае не приводит к исчезновению двойников ($1\bar{1}0$) L_{10} -мартенсита и они наследуются в В2-фазе как двойники ($1\bar{1}2$) в В2-фазе. В результате при снятии нагрузки полного восстановления В2-фазы не происходит, она сохраняет двойники, и полная СЭ не наблюдается.

В разделе 4.4 «Ориентационная зависимость температурного интервала сверхэластичности и высокотемпературная сверхэластичность в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при сжатии» представлены результаты исследований СЭ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ с объемной долей γ -фазы $f=6.2\%$ при деформации сжатием в зависимости от температуры испытания при $T \geq A_f$ и ориентации кристалла с целью определения температурного интервала развития СЭ и его зависимости от ориентации кристалла.

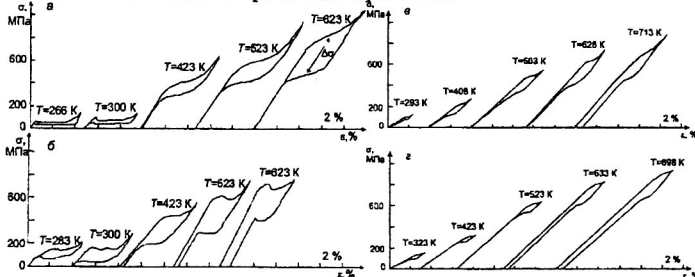


Рис. 14 - Кривые «напряжение-деформация» для монокристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при сжатии в зависимости от ориентации: а) [001]; б) [$1\bar{2}3$]; в) [011]; г) [$1\bar{2}4$]; $A_f=262\text{K}$, $f=6.2\%$

В кристаллах [001] ориентация СЭ наблюдается в температурном интервале начиная от $T_1=A_f=262\text{K}$ и заканчивается при $T_2=623\text{K}$. В результате температурный интервал проявления СЭ $\Delta T_{\text{СЭ}}$ в [001] кристаллах составляет 361K . В [011]-кристаллах первая совершенная петля СЭ имеет место при $T_1=A_f+31\text{K}$, а максимальная температура, при которой обнаруживается совершенная петля СЭ $T_2=628\text{K}$ и $\Delta T_{\text{СЭ}}=335\text{K}$; в [$1\bar{2}3$]-кристаллах $T_1=A_f+21\text{K}$, $T_2=423\text{K}$ и $\Delta T_{\text{СЭ}}=140\text{K}$ и, наконец, в [$1\bar{2}4$]-кристаллах $T_1=A_f+61\text{K}$, $T_2=523\text{K}$ и $\Delta T_{\text{СЭ}}=200\text{K}$. Выше температуры T_2 в исследованных кристаллах наблюдается частичная обратимость заданной деформации. Такой большой интервал наблюдения СЭ $\Delta T_{\text{СЭ}}=140\text{--}361\text{K}$ и при высоких температурах - высокотемпературная СЭ - в сплавах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ обнаружены впервые для сплавов с памятью формы.

При исследовании температурного интервала проявления СЭ установлено, что величина СЭ уменьшается с ростом температуры, а величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ с ростом температуры меняется немонотонно (рис. 15, 16). Так, в монокристаллах [001] при $A_f < T < 623\text{K}$ величина СЭ $\epsilon_{\text{СЭ}}=3.8\text{--}4.5\%$. Эта величина оказывается близкой или равной величине деформации решетки $\epsilon_0=4.5\%$ при В2- L_{10} МП для данной ориентации. При $623\text{K} < T < 698\text{K}$ в [001] кристаллах наблюдается уменьшение величины СЭ $\epsilon_{\text{СЭ}}$ до 1.5% (рис. 15, кривая 1). В [$1\bar{2}3$] ориентации видно, что при $283\text{K} < T < 423\text{K}$ величина $\epsilon_{\text{СЭ}}$ равна 3% (рис. 15, кривая 2). Эта величина близка к $\epsilon_0=3.2\%$

На рис. 14 приведены результаты исследования СЭ в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при $T \geq A_f$ для [001], [011], [$1\bar{2}3$] и [$1\bar{2}4$] ориентаций при сжатии. Видно, что СЭ наблюдается в широком температурном интервале, который зависит от ориентации кристаллов. В

при В2- L_{10} МП для данной ориентации с учетом деформации раздвоения. С повышением T испытания происходит уменьшение величины ε_{C3} от 3% при $T=290K$ до 1% при $T=750K$ (рис. 15, кривая 2). Аналогичное уменьшение величины ε_{C3} наблюдается в [001] ориентации от 4.5% при $T=300K$ до 1% при $T=730K$ (рис. 15, кривая 3). Величина $\Delta\sigma$ в [001] кристаллах при $T \leq 450K$ не зависит от температуры испытания и имеет малые значения равные 20МПа (рис. 16, кривая 1).

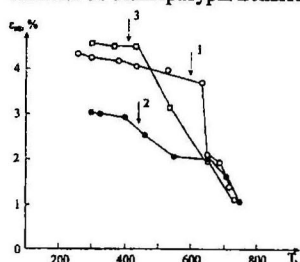


Рис. 15 - Температурная зависимость величины СЭ ε_{C3} в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) при сжатии: 1 - [001]; 2 - $[\bar{1}23]$; 3 - [011]; $A_f=262K$

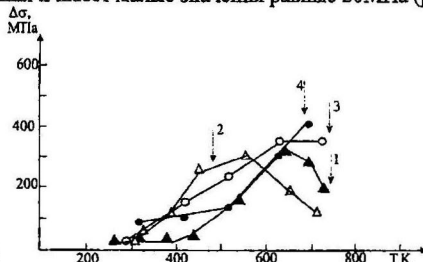


Рис. 16 - Температурная зависимость механического гистерезиса $\Delta\sigma$ в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) при сжатии: 1 - [001]; 2 - $[\bar{1}23]$; 3 - [011]; 4 - $[\bar{1}24]$; $A_f=262K$

Это значит, что в [001]-кристаллах сила трения и диссипация энергии не зависят от температуры испытания при $T \leq 450K$. При $450K < T < 600K$ при сжатии наблюдается рост $\Delta\sigma$, который связан с образованием мартенсита под нагрузкой, для которого уровень

напряжений $\sigma_{0.1}$ с ростом температуры приближается к уровню высокотемпературной фазы В2. При $T > 600K$ $\Delta\sigma$ уменьшается и появляется необратимая деформация, что связано с пластической деформацией самой высокотемпературной В2-фазы. Это значит, что с увеличением температуры испытания сила трения и диссипация энергии увеличиваются. В [011], $[\bar{1}23]$ и $[\bar{1}24]$ -кристаллах как при $T \leq 450K$ так и при $450K < T < 600K$ имеет место монотонное увеличение механического гистерезиса, а при $T > 600K$ так же как и в [001] ориентации $\Delta\sigma$ уменьшается (рис. 16, кривые 2-4). При $450K < T < 600K$ наблюдается рост $\Delta\sigma$ почти в 8-10 раз по сравнению с $\Delta\sigma$ вблизи $T = A_f$.

Для объяснения физических причин развития СЭ в монокристаллах [001], [011], $[\bar{1}24]$ и $[\bar{1}23]$ сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ в широком температурном интервале и проявления высокотемпературной СЭ в работе детально была исследована зависимость осевых напряжений $\sigma_{0.1}$ в температурном интервале $T=77-923K$ (рис. 17). При $T=235K$ на зависимости наблюдаются минимальные напряжения $\approx 20MПа$, эта температура соответствует температуре начала МП. Зависимость $\sigma_{0.1}(T)$ имеет

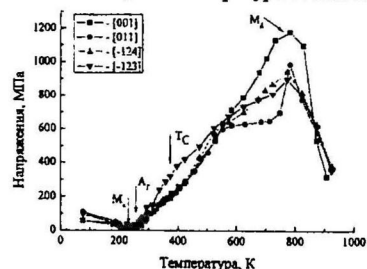


Рис. 17 - Температурная зависимость осевых напряжений $\sigma_{0.1}$ в монокристаллах сплава $Co_{49}Ni_{21}Ga_{30}$ (ат.%) при сжатии (T_c - температура Кюри, $T_c=380K$)

вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой, и состоит из трех стадий: 1) ниже M_c наблюдается мартенситное охлаждение; 2) интервал развития МП под нагрузкой, который описывается уравнением Клапейрона-Клаузиуса (соотношение (2)); 3) пластическая деформация высокотемпературной В2-фазы.

Анализ показывает, что температурный интервал образования мартенсита под нагрузкой обычно широкий и не зависит от ориентации. Уровень напряжений в точке M_d (M_d - температура, при которой напряжения мартенсита под нагрузкой равны напряжениям высокотемпературной фазы) высокий и зависит от ориентации кристалла, максимальная величина наблюдается в [001] кристаллах.

Следовательно, сочетание двух факторов - широкий интервал развития МП под нагрузкой и высокие значения $\sigma_{0.1}$ в M_d - приводит к развитию СЭ в широком температурном интервале и при высоких температурах. Установлено, что высокий уровень напряжений в M_d в [001] кристаллах связан с выделением четырех кристаллографически эквивалентных вариантов чистей γ' -фазы и с подавлением скольжения из-за равных нулю факторов Шмида в В2-фазе в этих кристаллах. Тогда как в $[\bar{1}23]$ и $[\bar{1}24]$ кристаллах выделяется один

вариант частиц и скольжение не подавляется из-за не равных нулю факторов Шмида в В2-фазе (рис. 18).

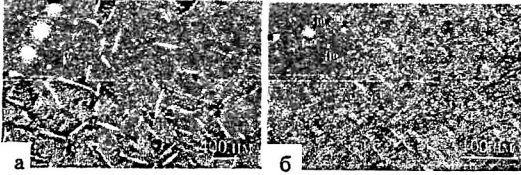


Рис. 18 - Электронно-микроскопические исследования дисперсных частиц γ' -фазы в монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при деформации сжатием: а) четыре варианта частиц γ' -фазы в [001]-монокристаллах при старении под сжимающей нагрузкой при $T=873\text{K}$ в течение 40мин; б) один вариант частиц γ' -фазы в монокристаллах $[\bar{1}23]$ при старении под сжимающей нагрузкой при $T=773\text{K}$ в течение 40мин

напряжения: (H_M , H_A), (H_M , S_A), (S_M , H_A) и (S_M , S_A). Из анализа которых следует, что для наблюдения высокотемпературной СЭ необходимо сочетание «жесткого» аустенита и «мягкого» мартенсита.

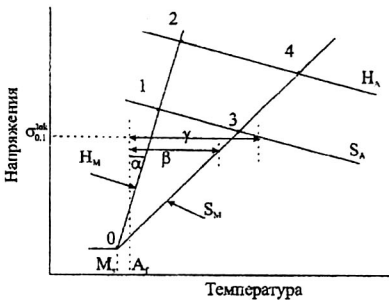


Рис. 19 - Схема, описывающая формирование высокотемпературной СЭ: $\sigma_{0,1}^{lok}$ - напряжение, при котором происходит локальное пластическое течение и завершается СЭ; α , β , γ - температурные интервалы СЭ для сочетаний $H_M \times S_A$; $S_M \times S_A$; $S_M \times H_A$, соответственно; с ростом $\sigma_{0,1}^{lok}$ интервалы развития СЭ будут возрастать

мартенсита под нагрузкой зависят от ориентации кристалла и способа деформации растяжения/сжатия и описываются уравнением Клапейрона-Клаузиуса.

2. На монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) при деформации сжатием обнаружен широкий температурный интервал сверхэластичности ΔT_{C3} , который зависит от ориентации кристалла: $\Delta T_{C3}[001]=360\text{K}$, $\Delta T_{C3}[011]=335\text{K}$, $\Delta T_{C3}[\bar{1}23]=145\text{K}$, $\Delta T_{C3}[\bar{1}24]=200\text{K}$, и высокотемпературная сверхэластичность при $T=628\text{K}$. Предложен критерий высокотемпературной сверхэластичности, который состоит в достижении высокопрочного состояния высокотемпературной фазы одновременно с минимизацией напряжений, необходимых для начала мартенситных превращений под нагрузкой за счет высоких значений деформации превращения ϵ_0 и малых значений $\alpha = \frac{d\sigma_{0,1}(T)}{dT}$.

3. Впервые на монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) обнаружено явление стабилизации мартенсита напряжений, которое состоит в превышении температуры появления первой петли сверхэластичности T_{C3} температуры конца мартенситных превращений A_f . Показано, что стабили-

На основе полученных экспериментальных данных в работе предложена схема для реализации высокотемпературной СЭ в сплавах с одностадийным МП (рис. 19). За основу принимали идеи Отпуки-Веймана о прочностных свойствах «жесткой» (H_A) (кривая 2-4) и «мягкой» (S_A) (кривая 1-3) высокотемпературной фазы [4]. В работе вводится понятие «мягкий» (S_M) (линия 0-4) и «жесткий» (H_M) (линия 0-2) мартенсит напряжений. Из рис. 19 видно, что при развитии одностадийного МП под нагрузкой можно наблюдать следующие комбинации:

Это явно реализуется в [001] кристаллах, где угол α растет медленно с ростом температуры из-за высоких значений ϵ_0 , а уровень напряжений В2-фазы имеет максимальные значения.

Показано, что рост величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и уменьшение величины СЭ с ростом T испытания в монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ связаны со следующими факторами: локальным пластическим течением в В2-фазе, с влиянием напряжений на деформацию превращения, подавлением процесса раздвоения мартенсита при наличии частиц γ' -фазы и взаимодействием вариантов мартенсита друг с другом.

Выводы

1. Впервые на монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) экспериментально обнаружена зависимость эффекта памяти формы от ориентации кристалла и способа деформации - растяжения/сжатия. Показано, что величина эффекта памяти формы совпадает с теоретически рассчитанной величиной деформации решетки ϵ_0 для В2- L_{10} мартенситного превращения. Установлено, что напряжения образования

зация определяется соотношением величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ и напряжений начала мартенситных превращений при $T=A_f \sigma_{0.1}(A_f)$. В [001] кристаллах $\Delta\sigma$ имеет минимальные значения, и стабилизация мартенсита не наблюдается. Высокие значения $\Delta\sigma$ в $[\bar{1}23]$ -, [011]- и [034]-кристаллах приводят к стабилизации мартенсита $T_{CS}>A_f$ и с увеличением $\Delta\sigma$ наблюдается рост T_{CS} .

Показано, что уровень напряжений деформации высокотемпературной фазы и величина деформации раздвойнивания мартенсита определяют зависимость величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ от ориентации кристалла и способа деформации – растяжения/сжатия.

4. Впервые на монокристаллах, ориентированных вдоль [001], $[\bar{1}23]$ -, [011]- и [034] направлений, сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) обнаружено явление ферроупругости, которое приводит к превышению величины обратимой деформации в экспериментах по изучению эффекта памяти формы при $T<M_s$ и в экспериментах по изучению сверхэластичности при $T>A_f$. Деформация ферроупругости наблюдается в температурном интервале от 77К до 423К, зависит от ориентации кристалла и связана с обратимым движением механических двойников $a<110\rangle\{110\}$ в кристаллах $L1_0$ -мартенсита.

5. Выявлены физические причины появления {112} двойников в B2-фазе кристаллов сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ (ат.%) после частично необратимых B2- $L1_0$ фазовых превращений. Показано, что {112} двойники B2-фазы наследуются из {110} механических двойников стабилизированных в $L1_0$ -мартенсите дислокациями.

Список использованных источников

1. Salzbrenner R.J., Cohen M. On the thermodynamics of thermoelastic martensitic transformations // *Acta Metallurgica*. – 1979. – V. 27. – N. 5. – p. 739-748
2. Dadda J., Maier H.J., Niklasch D., Karaman I., Karaca H.E. and Chumlyakov Y.I. Pseudoelasticity and cyclic stability in $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ shape-memory alloy single crystals at ambient temperature // *Metallurgical and materials transactions A*. – 2008. – V. 39. – N. 9. – pp. 2026-2039
3. Liu Y., Galvin S.P. Criteria for pseudoelasticity in near-equiatomic NiTi shape memory alloys // *Acta met.* – 1997. – V. 45. – N. 11. – pp. 4431-4439
4. Otsuka K., Wayman C.M. Shape memory materials / Cambridge: Cambridge University Press, 1998. – pp. 284

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Караман И., Калашников И.С. Ориентационная зависимость эффекта памяти формы и сверхэластичности в ферромагнитных монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ // *Доклады Академии Наук*. – 2007. – Т. 416. – № 2. – с. 187-191
2. Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Победенная З.В., Чусов С.В., Караман И., Maier H., Cesari E., Кирьянов В.А. Высокотемпературная сверхэластичность в монокристаллах CoNiGa , CoNiAl , NiFeGa , TiNi // *Известия вузов. Физика*. – 2008. – Т. 51. – № 10. – с. 19-37
3. Киреева И.В., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Pons J., Cesari E., Karaman I. Влияние ориентации на высокотемпературную сверхэластичность в монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ // *Письма в ЖТФ*. – 2009. – Т. 35. – вып. 4. – с. 72-79
4. Победенная З.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Cesari E., Karaman I. Особенности сверхупругой деформации в ферромагнитных [001]-монокристаллах сплава $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при деформации сжатием // *Известия вузов. Физика*. – 2009. – Т. 52. – № 12/2. – с. 96-98
5. Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Кретьянина И.В., Цезари Э., Понс Дж., Кустов С.Б., Пикорнелл К., Караман И. Ориентационная зависимость сверхупругости в ферромагнитных монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ // *Физика металлов и металловедение*. – 2010. – Т. 110. – № 1. – с. 81-93

Отпечатано в ООО «НИП»
г. Томск, ул. Советская, 47, тел.: 53-14-70,
тираж 100 экз.